

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08225854
PUBLICATION DATE : 03-09-96

APPLICATION DATE : 20-02-95
APPLICATION NUMBER : 07055067

APPLICANT : NISSHIN STEEL CO LTD;

INVENTOR : TANAKA TERUO;

INT.CL. : C21D 9/48 C21D 8/04 C22C 38/00 C22C 38/14 C22C 38/16

TITLE : PRODUCTION OF HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN DEEP DRAWABILITY

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a high strength cold rolled steel sheet excellent in deep drawability and suitable as a steel sheet for automobile use.

CONSTITUTION: A steel slab having a compsn. contg. 0.001 to 0.01% C, $\leq 2.0\%$ Si, 1.0 to 4.0% Mn, $\leq 0.20\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, 0.005 to 0.1% acid soluble Al, $\leq 0.007\%$ N, Ti: $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S]$ to 0.1% and 0.0005 to 0.003% B, furthermore contg. at need, one or ≥ 2 kinds among 0.01 to 0.1% Nb, 0.01 to 0.1% V and 0.01 to 0.1% Zr and moreover contg. 0.1 to 0.4% Cu and $\leq 0.4\%$ Ni is subjected to hot rolling so as to regulate the hot rolling coiling temp. to 400 to 600°C. It is subjected to cold rolling and is thereafter subjected to continuous annealing so as to regulate the heating rate to 5 to 30°C/sec, the annealing temp. to the Ac_1 transformation point to 920°C, the soaking time to ≤ 80 sec, and average cooling rate from the annealing temp. to 500°C to $\geq 40^\circ\text{C/sec}$. Thus, the steel sheet having $\geq 490\text{N/mm}^2$ strength and ≥ 1.4 r-value can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

BEST AVAILABLE COPY

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-225854

(43)公開日 平成8年(1996)9月3日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/48			C 2 1 D 9/48	F
8/04		8821-4K	8/04	A
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 U
38/14			38/14	
38/16			38/16	

審査請求 未請求 請求項の数4 F D (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平7-55067

(71)出願人 000004581

(22)出願日 平成7年(1995)2月20日

日新製鋼株式会社
東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 大段 祐二
広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 松元 孝
広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 田中 照夫
広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式
会社鉄鋼研究所内

(74)代理人 弁理士 小倉 亘

(54)【発明の名称】 深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 自動車用鋼板として好適な深絞り性に優れた高強度冷延鋼板を得る。

【構成】 C:0.001~0.01%, Si:2.0%以下, Mn:1.0~4.0%, P:0.20%以下, S:0.02%以下, 酸可溶Al:0.005~0.1%, N:0.007%以下, Ti:[(48/12)×%C+(48/14)×%N+(48/32)×%S]~0.1%, B:0.0005~0.003%, 更に必要に応じてNb:0.01~0.1%, V:0.01~0.1%, Zr:0.01~0.1%の1種又は2種以上、更にCu:0.1~0.4%及びNi:0.4%以下を含む鋼スラブに熱延巻取り温度を400~600℃とする熱間圧延を施し、冷間圧延後に連続焼鈍設備で加熱速度5~30℃/秒、焼鈍温度Ac₁変態点~920℃、均熱時間80秒以下、焼鈍温度から500℃までの平均冷却速度40℃/秒以上の連続焼鈍を施す。

【効果】 490N/mm²以上の強度及び1.4以上のランクフォード値をもつ鋼板が得られる。

BEST AVAILABLE COPY

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.001~0.01重量%, Si: 2.0重量%以下, Mn: 1.0~4.0重量%, P: 0.02重量%以下, S: 0.02重量%以下, 酸可溶Al: 0.005~0.1重量%, N: 0.007重量%以下, Ti: $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.1$ 重量%, B: 0.0005~0.003重量%及び残部は実質的にFeからなる組成をもつ鋼スラブに熱延巻取り温度を400~600℃とする熱間圧延を施し、冷間圧延後に連続焼鈍設備で加熱速度5~30℃/秒、焼鈍温度Ac₁変態点~920℃、均熱時間80秒以下、焼鈍温度から500℃までの平均冷却速度40℃/秒以上の連続焼鈍を施すことを特徴とする深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1記載の鋼スラブが更にNb: 0.01~0.1重量%, V: 0.01~0.1重量%及びZr: 0.01~0.1重量%の1種又は2種以上を含むものである高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 請求項1記載の鋼スラブが更にCu: 0.1~0.4重量%及びNi: 0.4重量%以下を含むものである高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項1記載の鋼スラブが更にNb: 0.01~0.1重量%, V: 0.01~0.1重量%及びZr: 0.01~0.1重量%の1種又は2種以上とCu: 0.1~0.4重量%及びNi: 0.4重量%以下を含むものである高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、自動車用内板等として使用され、高強度で且つプレス成形性に優れた高強度冷延鋼板を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 自動車用鋼板として、安全性、車体重量の軽減、素材使用量の削減等から高強度鋼板が広く使用されている。この自動車用鋼板は、厳しい成形加工が施されることから、良好なプレス成形性、特に深絞り性の指標であるランクフォード値が高いことが要求される場合が多い。高強度の冷延鋼板については、従来から多くの提案がされている。たとえば、特開昭62-205231号公報では、低炭素鋼にSi、Mn及びPを添加し、熱間圧延の条件を適正化することにより、490N/mm² 級以上の高強度を得ている。しかし、この鋼板は、ランクフォード値が約1.0程度であり、深絞り性に劣る。深絞り性を改善する手段として、特公昭62-34804号公報では、極低炭素鋼にTiを添加したものをベースとして少量のMn等を添加し、且つ冷延及び焼鈍条件を適正化している。この方法によると、約2.0程度のランクフォード値が得られるが、鋼材の強度レベルが390N/mm² 以下と低くなっている。特

開平2-173242号公報では、Ti及びNbを複合添加した極低炭素鋼にMn及びPを添加した加工用冷延鋼板の製造方法が紹介されているが、この場合にも得られた鋼板の強度が390N/mm² 以下と低くなっている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 従来の方法で高強度化しようするとランクフォード値が低くなり、鋼板の成形性が劣化する。逆に、成形性を改良するためにランクフォード値を上げた場合には、強度が不足する傾向にある。このように相反する傾向を示す強度及びランクフォード値を共に改善する方法は、これまでのところ実用化されていない。そのため、強度及びランクフォード値の何れか一方に重点をおいた鋼材の選択を余儀なくされる。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、焼鈍時における集合組織変化を利用してランクフォード値を高めることにより、自動車用鋼板として要求される490N/mm² 以上の高強度をもち、且つランクフォード値が1.4以上を示す深絞り性に優れた高強度冷延鋼板を得ることを目的とする。

【0004】

【課題を解決するための手段】 本発明の高強度冷延鋼板製造方法は、その目的を達成するため、C: 0.001~0.01重量%, Si: 2.0重量%以下, Mn: 1.0~4.0重量%, P: 0.02重量%以下, S: 0.02重量%以下, 酸可溶Al: 0.005~0.1重量%, N: 0.007重量%以下, Ti: $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.1$ 重量%, B: 0.0005~0.003重量%及び残部は実質的にFeからなる組成をもつ鋼スラブに熱延巻取り温度を400~600℃とする熱間圧延を施し、冷間圧延後に連続焼鈍設備で加熱速度5~30℃/秒、焼鈍温度Ac₁変態点~920℃、均熱時間80秒以下、焼鈍温度から500℃までの平均冷却速度40℃/秒以上の連続焼鈍を施すことを特徴とする。使用する鋼スラブは、更にNb: 0.01~0.1重量%, V: 0.01~0.1重量%及びZr: 0.01~0.1重量%の1種又は2種以上を含むことができる。また、Cu: 0.1~0.4重量%及びNi: 0.4重量%以下を含むこともできる。

【0005】

【作用】 本発明者等は、連続焼鈍時における組織変化が強度やランクフォード値に及ぼす影響を調査・研究した。その結果、オーステナイト形成元素であるMnを含ませた極低炭素Ti含有鋼では、適正条件下の焼鈍を施すことにより490N/mm² 以上の高強度及び1.4以上のランクフォード値が得られることを見出した。すなわち、極低炭素Ti含有鋼にオーステナイト形成元素であるMnを含ませ、鋼の変態点を低下させるとき、連続焼鈍工程でα+γ二相域又はγ単相域の焼鈍が比較

的容易になる。そこで、加熱過程における $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時の集合組織変化及び冷却過程における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の集合組織変化を利用することにより、連続焼鈍の加熱過程で生じる再結晶集合組織が高ランクフォード値化される。

【0006】また、冷却過程における $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態のミクロ組織変化を利用して、焼鈍後の組織をポリゴナルフェライト相と擬ベイナイト相の二相、又は擬ベイナイト単相とすることにより、高強度化が図られる。擬ベイナイト相は、極低炭素鋼をAc₁変態点以上に加熱し、均熱後、急冷した場合に得られる変態組織であり、低炭素鋼等で得られているベイナイト組織に似た組織である。擬ベイナイト相は、ポリゴナルフェライト組織と比較して転位密度が高く、高強度をもっている、また、ランクフォード値の改善に有効な{111}変態集合組織も発達している。本発明は、焼鈍時におけるこれらの変態を有効に活用するため、極低炭素Ti含有鋼に所定量のMnを含ませた鋼スラブを使用する。そして、鋼スラブに熱延巻取り温度400～600℃の熱間圧延を施し、冷延後に得られた冷延鋼板に加熱速度、焼鈍温度、焼鈍時間、冷却速度等を適正化した条件下で連続焼鈍するとき、強度及びプレス成形性の双方が改善された深絞り用高強度冷延鋼板が得られることを見出した。

【0007】以下、本発明で使用する鋼材に含まれる合金元素、含有量、製造条件等に付いて説明する。

C: 0.001～0.01重量%

深絞り性や延性を改善する上では、C含有量は少ないほど好ましい。また、炭化物、窒化物、炭窒化物、炭硫化物等として固定されることによって、加工性に及ぼすCの悪影響を抑制できる。しかし、C含有量が0.01重量%を超えると、Cの固定に必要なTiやNb等の添加量が増大し、鋼材コストを上昇させる原因となるばかりでなく、ランクフォード値の向上にも不利となる。しかし、C含有量を0.001重量%未満まで下げることは、製鋼過程における製造コストを上昇させる。

Si: 2.0重量%以下

鋼板の強度を上げる有効な合金元素である。しかし、2.0重量%を超えるSi含有量では、延性及びランクフォード値が大きく低下する。

【0008】Mn: 1.0～4.0重量%

オーステナイト形成元素であり、Mn含有量が増大すると変態点が低下し、 $\alpha + \gamma$ 二相又は γ 単相が比較的低温焼鈍でも容易に得られるようになる。本発明においては、連続焼鈍時に形成される再結晶衆愚組織を加熱過程の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態及び冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の集合組織変化を利用し、高ランクフォード値化を図る。また、冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態によるミクロ組織変化により、高強度化が図られる。高いランクフォード値が示される理由は明らかでないが、加熱過程で形成される再結晶集合組織と、 $\alpha + \gamma$ 二相又は γ 単相における比較的低い温度の焼

鈍によって生じる強い γ の集合組織、更に冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を急冷することによるバリエーション選択により、ランクフォード値と相関のある強い{554}〈225〉方位の変態集合組織が形成されることによるものと推察される。また、高強度化を示す理由は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を急冷することにより、細粒のポリゴナルフェライト相と転移密度が高く硬質となる擬ベイナイト層の二相組織又は擬ベイナイト単相組織が得られるためと推察される。以上の作用を得るためには、Mnを1.0重量%以上含ませることが必要である。しかし、4.0重量%を超えるMn含有量では、鋼板の延性が大きく低下する。

【0009】P: 0.20重量%以下

鋼板の強度を上げる有効な合金元素であるが、0.20重量%を超えて多量のPが含まれると、プレス加工時に二次加工割れが著しく助長される。

S: 0.02重量%以下

Mnと結合して非金属介在物を形成し、プレス加工時に加工割れ等の欠陥を発生させ易くなる。また、Tiと反応してTiSを形成することにより、Cの固定に必要なTi量を増加させる原因ともなる。したがって、S含有量は低ければ低いほど好ましく、本発明ではその上限を0.02重量%に規定した。

酸可溶Al: 0.005～0.1重量%

製鋼過程における脱酸剤として必要な添加元素であり、所定の脱酸効果を得るためには0.005重量%以上のAlが必要である。しかし、0.1重量%を超える多量のAl含有量では、Al₂O₃等の介在物が増加し、加工性や表面品質を劣化させる。

【0010】N: 0.007重量%以下

固溶Nとして残存すると深絞り性を劣化させることから、TiやNbにより固定化する。しかし、N含有量の増加に伴ってTiNの析出量が多くなり、{111}再結晶集合組織の発達が抑制される。そこで、本発明においては、N含有量の上限を0.007重量%に規定した。

Ti: $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.1$ 重量%

C、N及びSを固定して延性や加工性を改善すると共に、ランクフォード値を高くする{111}方位の再結晶集合組織を発達させる作用を呈する。これら作用は、C、N及びSの固定に必要な量以上のTi含有量で得られるが、0.1重量%で飽和する。

B: 0.0005～0.003重量%

結晶粒界にPよりも優先的に位置し、Pの偏析に起因した粒界脆性、ひいてはプレス成形性の劣化を抑制する。この効果は、0.0005重量%以上のB含有で顕著となる。しかし、0.003重量%を超えるB含有量では、粒成長が阻害され、鋼板のランクフォード値や延性が低下する。

【0011】Nb: 0.01～0.1重量%

5

必要に応じて添加される合金元素であり、Cを固定し、
〔111〕方位の再結晶集合組織を発達させる作用を呈
する。これらの作用は、0.01重量%以上のNb含有
量で顕著になるが、0.1重量%で飽和する。

V: 0.01~0.1重量%

必要に応じて添加される合金元素であり、Cを固定し、
〔111〕方位の再結晶集合組織を発達させる作用を呈
する。これらの作用は、0.01重量%以上のV含有量
で顕著になるが、0.1重量%で飽和する。

Zr: 0.01~0.1重量%

必要に応じて添加される合金元素であり、Cを固定し、
〔111〕方位の再結晶集合組織を発達させる作用を呈
する。これらの作用は、0.01重量%以上のZr含有
量で顕著になるが、0.1重量%で飽和する。

〔0012〕Cu: 0.1~0.4重量%

必要に応じて添加される合金元素であり、鋼板の耐食性
を改善する作用を呈する。Cuの作用は、0.1重量%
以上の含有量で顕著になる。しかし、0.4重量%を超
える多量のCuが含まれると、耐食性改善効果が飽和す
るばかりでなく、延性も大きく低下する。

Ni: 0.4重量%以下

必要に応じて添加される合金元素であり、Cuに起因し
た熱間脆性を防止し、熱延時に高温割れの発生を防止す
る。Niの添加は、耐食性の改善にも有効に働く。特に
Cu添加鋼にあっては、熱間赤熱脆性を防止するため、
Cuと同量のNiを添加することが好ましい。しかし、
0.4重量%を超えるNi含有量は、Ni添加の効果が
飽和するばかりでなく、高価なNiを多量に消費するこ
とから鋼材のコストが上昇する。

〔0013〕以上の組成を持つ鋼材を転炉、電気炉等で
溶製した後、スラブに連続製造する。得られたスラブ
は、そのまま直送し、或いは一旦冷却して冷片却とした
後、熱間圧延される。

熱間圧延

熱間圧延温度及び熱延仕上げ温度は、特に限定されるも
のでないが、 A_r 変態点以上で圧延を終了することが
好ましい。ただし、熱延巻取り温度は、400~600
℃の範囲に設定する。巻取り温度を600℃以下とする
ことにより、熱延板の細粒化及び強い熱延集合組織を形
成することができる。この熱延板の細粒化及び強い熱延
集合組織は、焼鈍時の再結晶集合組織である〔554〕
〔225〕方位への集積度を高める。しかし、400℃
を下回る熱延巻取り温度では、巻取り後の板形状に不良
が発生し易くなる。

〔0014〕連続焼鈍

熱間圧延後の鋼板は、常法に従って酸洗・冷間圧延さ

6

れ、連続焼鈍工程に送られる。連続焼鈍工程では、変態
直前に再結晶を完了させるため加熱速度の上限を30℃
/秒に設定した。他方、極端に遅い加熱速度では、再結
晶粒が粗大化することから、下限を5℃/秒と設定し
た。変態時の集合組織変化及びミクロ組織変化を利用し
て特性の改善を図るため、 A_r 変態点以上の温度で焼
鈍する。しかし、920℃を超える焼鈍温度では、通常
の連続焼鈍設備を用いた生産が困難になる。また、結晶
粒の粗大化及びランクフォード値に悪影響を及ぼす変態
集合組織の形成を抑制するため、焼鈍時の均熱時間を8
0秒以下にすることが必要である。均熱後の冷却速度
は、深絞り性に有効な集合組織及び高強度化に有効な擬
ベイナイト組織の生成・発達に関係する。冷却速度を4
0℃/秒以上に設定すると、これら集合組織や擬ベイナ
イト組織が発達し、深絞り性の改善及び高強度化が図ら
れる。他方、40℃/秒に満たない冷却速度では、必要
な集合組織や擬ベイナイト組織が十分に成長しない。

〔0015〕

〔実施例〕

20 実施例1: 表1及び表2に示す組成をもつ各種鋼材を溶
製し、スラブに連铸した。得られたスラブに、スラブ加
熱温度1250℃及び仕上げ温度920℃の条件下で熱
間圧延を施し、種々の巻取り温度で巻き取った。各熱延
鋼板を酸洗した後、圧下率75%で板厚1mmまで冷間
圧延した。得られた冷延鋼板に、表3に示す条件下で連
続焼鈍を施し、更に伸び率1%の調質圧延を施した。そ
して、各鋼板からJIS5号試験片を切り出し、引張り
試験によって機械的性質を求めた。調査結果を示す表4
にみられるように、本発明に従って製造された試験番号
1~12の鋼板は、490N/mm²以上の強度をも
ち、強度-延性バランスに優れ、且つ1.4以上の高い
ランクフォード値を示している。これに対し、試験番号
13~15の鋼板は、熱延巻取り温度又は連続焼鈍条件
が本発明で規定した範囲を外れることから、強度の上昇
がみられるものの、ランクフォード値及び延性が大きく
低下している。また、試験番号16~20の鋼板は、
C, Si, Mn, P等の含有量及び熱延巻取り温度又は
連続焼鈍条件が本発明で規定した範囲を外れることか
ら、ランクフォード値が大きく低下している。この対比
から明らかなように、組成、熱延巻取り温度及び連続焼
鈍条件を最適に組み合わせることにより、高強度で且つ
ランクフォード値が高い鋼板が得られることが確認され
た。

〔0016〕

〔表1〕

表1:使用した鋼材の化学成分

(本発明例)

鋼種 番号	合金成分及び含有量 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Al*	N	B	Ti	Nb	V	Zr	Cu	Ni
1	0.0028	0.02	1.12	0.097	0.008	0.042	0.0024	0.0006	0.068	—	—	—	—	—
2	0.0034	0.01	1.51	0.099	0.007	0.055	0.0021	0.0007	0.053	—	—	—	—	—
3	0.0027	0.02	2.12	0.097	0.006	0.052	0.0024	0.0006	0.054	0.02	—	—	—	—
4	0.0034	0.02	2.46	0.101	0.007	0.048	0.0024	0.0008	0.051	0.02	—	—	—	—
5	0.0029	0.05	3.32	0.098	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	—	0.02	—	—	—
6	0.0032	0.98	1.32	0.097	0.005	0.048	0.0031	0.0007	0.054	0.02	—	0.02	0.32	0.31
7	0.0034	0.49	1.49	0.103	0.008	0.042	0.0024	0.0007	0.052	—	—	—	—	—
8	0.0031	1.02	1.51	0.098	0.007	0.055	0.0021	0.0006	0.051	0.02	—	0.02	—	—
9	0.0035	0.02	1.21	0.154	0.006	0.052	0.0024	0.0006	0.054	—	0.02	—	—	—
10	0.0031	0.03	1.56	0.198	0.007	0.051	0.0031	0.0006	0.051	0.02	0.02	—	—	—
11	0.0034	1.35	1.42	0.097	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	0.02	—	—	0.38	0.35
12	0.0027	0.54	1.54	0.135	0.005	0.048	0.0031	0.0007	0.054	0.03	—	0.02	0.36	0.31

Al含有量は、酸可溶Alで示す。

[0017]

* * 【表2】

表2:使用した鋼材の化学成分

(比較例)

鋼種 番号	合金成分及び含有量 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Al*	N	B	Ti	Nb	V	Zr	Cu	Ni
13	0.0035	0.02	1.67	0.088	0.006	0.055	0.0024	0.0008	0.054	0.03	—	0.02	—	—
14	0.0031	0.48	1.57	0.095	0.007	0.051	0.0031	0.0006	0.051	0.02	—	—	—	—
15	0.0034	0.02	1.51	0.097	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	0.02	—	—	0.51	0.34
16	0.0035	0.02	1.82	0.097	0.007	0.049	0.0026	0.0006	0.049	0.03	—	—	—	—
17	0.0035	0.02	0.48	0.097	0.006	0.051	0.0031	—	0.052	0.02	—	0.02	—	—
18	0.0034	0.01	4.23	0.096	0.007	0.049	0.0026	0.0006	0.012	—	—	—	—	—
19	0.0032	2.11	0.42	0.096	0.006	0.051	0.0028	—	0.053	0.02	0.02	—	—	—
20	0.0035	0.54	0.31	0.224	0.005	0.051	0.0021	0.0006	0.054	0.02	0.02	—	—	—

Al含有量は、酸可溶Alで示す。

[0018]

【表3】

表3:各種鋼材の製造条件

鋼材 番号	熱延巻取り 温度 (℃)	焼 鈍 条 件				区 分
		加熱速度 (℃/秒)	焼鈍温度 (℃)	均熱時間 (秒)	冷却速度 (℃/秒)	
1	550	10	890	60	60	本 発 明 例
2	540	15	900	60	60	
3	550	10	900	50	40	
4	550	10	890	60	40	
5	570	15	890	70	40	
6	540	15	900	50	50	
7	560	10	880	60	40	
8	530	10	880	60	50	
9	550	15	900	70	50	
10	580	15	890	50	50	
11	550	15	880	50	60	比 較 例
12	550	10	880	60	50	
13	550	10	780	60	50	
14	540	10	900	60	10	
15	700	10	900	60	40	
16	550	10	880	50	10	
17	720	15	900	140	40	
18	540	10	870	50	20	
19	570	10	890	150	50	
20	700	10	890	60	40	

【0019】

【表4】

BEST AVAILABLE COPY

表4：各種鋼材の機械的性質

鋼材 番号	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張り強さ (N/mm ²)	全伸び (%)	ランクフォード値	区 分
1	377	493	33.4	1.58	本 発 明 例
2	396	515	32.8	1.57	
3	424	531	29.2	1.51	
4	463	567	27.2	1.46	
5	497	602	25.3	1.43	
6	435	562	27.6	1.45	
7	420	545	28.9	1.48	
8	460	588	26.2	1.45	
9	399	523	30.8	1.52	
10	418	558	28.3	1.47	
11	432	548	28.2	1.49	比 較 例
12	465	581	27.2	1.44	
13	485	568	22.6	1.15	
14	391	535	23.8	1.05	
15	426	548	27.8	1.18	
16	502	652	17.2	1.02	
17	251	325	29.1	1.25	
18	562	651	15.2	0.95	
19	556	648	16.8	0.92	
20	549	638	19.3	1.01	

【0020】実施例2：耐食性を調査するため、本発明鋼のうちCuを含有する鋼材番号6、11、12、及び比較鋼のうちCuを含有しない鋼材番号14、16の冷延焼鈍板を腐食試験に供した。試験片は、70mm×150mmのサイズをもち、端面及び裏面をポリエステルテープでシールした。腐食試験は、JIS Z2371の塩水噴霧試験に準じ、濃度0.5%の塩水噴霧2時間→60℃の熱風乾燥4時間→JIS C1234の湿潤2時間の合計8時間を1サイクルとし、300サイクル繰り返す複合腐食試験を行った。そして、腐食し健吾の最大侵食深さを測定し、その大きさを耐食性を評価した。調査結果を示す表5にみられるように、本発明鋼は、比較鋼に比べて最大侵食深さが浅く、耐食性に優れていることが判る。

【0021】

【表5】

表5：各種鋼材の腐食試験結果

鋼材番号	最大侵食深さ (mm)	区分
6	0.537	本発明鋼
11	0.564	〃
12	0.535	〃
14	0.883	比較鋼
16	0.842	〃

【0022】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、Mnを添加することにより変態点を下げた極低炭素Ti含有鋼のスラブを熱間圧延して400～600℃で巻き取った後、 $\alpha + \gamma$ 二相域又は γ 単相域での焼鈍を容易にし、 $\alpha - \gamma$ 変態による集合組織変化を利用してランクフォード値を高めると共に、焼鈍後の組織をポリゴナルフェライト相と擬ベイナイト相の二相又は擬ベイナイト単相とすることにより高強度化を図っている。このよ

うにして、本発明によるとき、自動車用鋼板として好適

な深絞り性に優れた高強度冷延鋼板が得られる。

【手続補正書】

【提出日】平成7年4月3日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0008

【補正方法】変更

【補正内容】

【0008】Mn: 1.0~4.0重量%

オーステナイト形成元素であり、Mn含有量が增大すると変態点が低下し、 $\alpha + \gamma$ 二相又は γ 単相が比較的低温焼鈍でも容易に得られるようになる。本発明においては、連続焼鈍時に形成される再結晶集合組織を加熱過程の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態及び冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の集合組織変化を利用し、高ランクフォード値化を図る。また、冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態によるミクロ組織変化により、高強度化が図られる。高いランクフォード値が示される理由は明らかでないが、加熱過程で形成される再結晶集合組織と、 $\alpha + \gamma$ 二相又は γ 単相における比較的低い温度の焼鈍によって生じる強い γ の集合組織、更に冷却過程の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を急冷することによるバリエーション選択により、ランクフォード値と相関のある強い{554}〈225〉方位の変態集合組織が形成されることによるものと推察される。また、高強度化を示す理由は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を急冷することにより、細粒のポリゴナルフェライト相と転移密度が高く硬質となる擬ベイナイト層の二相組織

又は擬ベイナイト単相組織が得られるためと推察される。以上の作用を得るためには、Mnを1.0重量%以上含ませることが必要である。しかし、4.0重量%を超えるMn含有量では、鋼板の延性が大きく低下する。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0020

【補正方法】変更

【補正内容】

【0020】実施例2:耐食性を調査するため、本発明鋼のうちCuを含有する鋼材番号6, 11, 12、及び比較鋼のうちCuを含有しない鋼材番号14, 16の冷延焼鈍板を腐食試験に供した。試験片は、70mm×150mmのサイズをもち、端面及び裏面をポリエステルテープでシールした。腐食試験は、JIS Z2371の塩水噴霧試験に準じ、濃度0.5%の塩水噴霧2時間→60℃の熱風乾燥4時間→JIS C1234の湿潤2時間の合計8時間を1サイクルとし、300サイクル繰り返す複合腐食試験を行った。そして、腐食試験後の最大侵食深さを測定し、その大きさを耐食性を評価した。調査結果を示す表5にみられるように、本発明鋼は、比較鋼に比べて最大侵食深さが浅く、耐食性に優れていることが判る。

BEST AVAILABLE COPY